

⑫特許公報(B2)

昭56-34615

⑤ Int.Cl.³

識別記号

庁内整理番号

⑭公告 昭和56年(1981)8月11日

C 21 D 6/02
9/40
C 21 D 1/19
1/773

7047-4K
7047-4K
7217-4K
7217-4K

発明の数 1

(全5頁)

J1017-U.S. PAT.
10/040627
01/09/02

⑭コロガリ軸受の製造方法

⑮特 願 昭48-81295

⑯出 願 昭48(1973)7月21日

公 開 昭50-30731

⑰昭50(1975)3月27日

⑱発 明 者 大沢真澄

富山市下飯野3番地の11

⑲出 願 人 株式会社不二越

富山市石金20番地

⑳復代理人 弁理士 河内潤二

㉑特許請求の範囲

1 真空溶解法で製造した炭素0.6~1.0重通%を含む炭素クロム系コロガリ軸受用鋼を真空度 10^{-3} Torr以上の雰囲気中で800~860℃から150~250℃の温浴に焼入れ硬化処理を行った後、焼もどして鋼の残留オーステナイト量を10~20%とすることを特徴とするコロガリ軸受の製造方法。

発明の詳細な説明

本発明は焼入れ鋼の焼もどし過程における炭化物反応と、鋼中水素の挙動を考慮して、炭素量0.6~1.0%を含む真空溶解法によるコロガリ軸受鋼に改善された熱処理方法を併用することにより耐疲労性の特に優れたコロガリ軸受を製造する方法に関するものである。

さて、コロガリ軸受鋼の疲労過程は、材料組織成分の大部分を占めるマルテンサイト組織の分解過程に関係しており、材料を構成するマルテンサイトと、それぞれ数%を占める残留オーステナイト、未固溶の残存セメンタイトの組織因子と、これらの組織中での疲労クラックの核発生とその伝播成長の難易によつて支配せられる。

ところで、大気中溶解軸受鋼には、体積占有率1/1000程度の不可避的な非金属介在物(以下介在物という。)が数μ乃至数10μオークの大

きさで無数に分散点在しており、この異質物特に酸化物系介在物は軸受運転時において応力集中源として作用し、これらの部分から疲労クラックの発生を促がすところから、最近は、このような介在物量を減少しうる真空溶解あるいは真空脱ガス鋼の採用が普遍化し耐久性の向上に寄与している。

本発明で問題とする鋼中の水素の挙動に関連して介在物に付帯する弊害を別の面から考察しよう。介在物は可塑性、弾性、熱膨張特性などの物理的

性質において鋼基質とは根本的な差異があるために、焼入れ硬化状態においては、両者の境界に無数のミクロ的な空隙と原子的欠陥を随伴している。一方、鋼中には炭素や窒素のほか、たとえ真空鋼といえども後天的な処理条件如何によつてはかなりの多量の水素を含有しうる可能性と危険性がある。そして、いわゆる白点や水素脆性で知られる水素系欠陥は次のようにもたらされる。すなわち原子径の小さな水素原子は比較的低温においても鋼中の拡散移動が容易であり、上記の如き鋼中の微小空隙中に分子状水素として集中し、この部分に超高圧の水素圧を生じて鋼の分離破断強さを越えて分離をおこし、あるいは、水素圧と外力との協同作用によつて鋼の共析変態点と共析組成がそれぞれ低下するために、比較的低温においてもオーステナイトを生成してミクロ的な組織変化をおこし、疲労現象の末期的症状である後記異常組織の出現を促がす原因となつている。

このことを図について説明すると、第1図は鋼材および軸受の製造工程における水素量の変化と軸受の運転時における水素の発生機構とその作用を定性的に示したものである。

鋼中の水素量は焼なまし後の鋼材の状態では、通常、0.5 cc/100g以下であるが、焼入れ加熱雰囲気からの吸収によつて焼入れ状態では1 cc/100gあるいはこれ以上に増加する。後述する焼もどしでは若干低下するが、0.7~0.8 cc/100g程度の水素が残存し内蔵せられる。

3

焼もどしによる減少量が少ないのは、水素が焼入れによつて生成する格子欠陥によつて逸出を抑制せられるためであり、もうひとつは後記するイプシロン炭化物(以下 ϵ とする)の生成に起因する。

さて、軸受の運転中に作用する外力は、原子論的には、転位のはげしい往復運動によつて転走面直下に発熱を伴うため、応力と熱との協同作用によつて残留オーステナイトは原子間のスキマの小さいマルテンサイトに変態し、ついで、マルテンサイトはその中に固溶する炭素原子を不安定な中間炭化物である ϵ 炭化物の形で析出する。以上は疲労層における硬化の過程である。この ϵ 炭化物は水素原子との親和結合性が大きい特性があるので、熱作用によつて引続き ϵ が安定なセメンタイト(Fe_3C)に遷移するに際して結合した水素原子を放出する。この水素原子は、オーステナイト→マルテンサイト変態に伴つて放出せられる水素とともに、鉄格子中を徐々に拡散し空隙中に分子状ガスとして集積して、高圧力発生(特にマルテンサイト組織中の圧力はオーステナイト組織中の圧力よりも大きい)、周辺基質の脆化とオーステナイト化(体心立方→面心立方)を促がす。その結果、いわゆるホワイトマルテンサイト、バタフライなどとして知られる特徴ある異常組織を、マルテンサイトの分解すなわち軟化過程の終末期において生成する。異常組織が超高硬度を示すことがあるのは、高圧下において変態がおこるためであり、この場合には急冷を要せず、また、炭素原子もセメンタイトとして析出するよりも固溶する方が体積を減少しうる。

以上のように、焼入れで増加した水素は、その後、従来慣用せられるような150~200℃×数時間程度の焼もどしでは、析出炭化物は ϵ が主体であるので、水素を減少させることは困難であることが理解できよう。

第2図は鋼の水素初期濃度5 cc/100 g(この値は炭素クロム系コロガリ軸受用鋼の慣用せられる焼入れ加熱温度における溶解能に近似である)とし、これを高温から冷却した場合における空隙中の水素圧力と水素圧極大となる温度を示したものである、たとえば空隙率0.005 cc/100 ccでは約150℃において約1万気圧を発生し、空隙を球状とすれば圧力の半に相当する切欠応力が作用する。

4

このように考察してみると、 ϵ 炭化物とH原子との結合を抑制するためには、マルテンサイトオーステナイトを問わず、 ϵ 炭化物と共存するこれら焼入れ組織成分中に含まれる水素量を皆無は困難としても極力低下せしめる必要があり、そのためには軸受素材として介在物や水素量の少い真空溶解鋼を採用するのみでは不充分であり、併せて、本発明の特徴とする真空焼入れの併用が必須であることが肯げよう。ここに、真空溶解鋼とは、高周波および低周波誘導溶解、アーク溶解、および類似の溶解法による鉄を含むものとする。

真空溶解鋼では個々の元素の蒸気圧の関係から微量の水素化合物形成元素が揮散しうることも、両者の併用を必要としこれを効果的にするもうひとつの理由である。なぜなら、鋼が不純であるほど、ガスの吸収、放出は非可逆となつて次第に蓄積せられるからである。

因みに、比較的高温の環境下、例えば200℃程度で運転せられる軸受では、その疲労破断面に介在物を中心とするフィッシュアイと称する白点状水素系欠陥が殆ど間違いなく発生している事実は、発明者の意図する焼入れ加熱時における脱水素の重要性を立証するものである。

つぎに、本発明で真空焼入れの真空度を 10^{-3} Torr以下と限定した理由は、1 ppmの不純物ガスが残存している真空圧力は 10^{-3} Torrに相当し、今日の真空技術をもつてすれば 10^{-3} Torr程度の真空をつくることは比較的容易でかつ安価な雰囲気さええられ、鋼の脱ガスのほか併せて脱ステーリング、光輝性、焼入れ変形の減少を期待できるからであり、 10^{-4} Torr以上の高真空は必要としないからである。

つぎに、軸受の耐久性に大きな影響のある残留オーステナイトのはたらきについてのべる。本来が高温組織である残留オーステナイトはマルテンサイトに比し極めて軟質であるために、マルテンサイト組織中に微細均一に分散するオーステナイトは外力に対してクッション的作用があり、外力を緩和して介在物による切欠効果を低下する。そして、それ自体のマルテンサイト化につづくマルテンサイトの分解過程すなわち、軟化過程を遅延せしめる結果、前記の末期的現象の出現を遅らせる効果がある。したがって、適度の量の残留オーステナイトは寿命向上に寄与する。

第 1 表

分類	焼 入 れ 方 法	放置時間	サブゼロ処理	焼 も ど し
1	840℃×60m→200℃×15S→AC	15m	30m×6	160℃×2 h
2	"	60	30 × 1	"
3	"	90	"	160℃×1.5 h
4	"	—	—	160℃×1 h

分類	か た さ (RC)	残留オーステナイト (%)	平 均 寿 命 (×10 ⁶)	70.2×1.0 ⁶ 以上の割合
1	63.0~63.8	5.6~ 6.2	43.87	3/12
2	63.0~63.5	8.3~ 8.9	50.58	6/12
3	62.6~63.5	10.7~11.3	48.67	5/ 8
4	62.6~63.2	17.8~18.7	55.91	8/12

(注) 1) Driver-Follower 寿命試験機使用、 $P_{max} 521 \text{ K}_2/\text{mm}^2$ 、 $\#120$ マシン油潤滑

2) 寿命試験は600h(70.2×10⁶)にて中止する

3) 残留オーステナイト量はX線法により測定する

第1表は、従来普通に用いられている温度840℃で加熱急冷後、焼もどしとサブゼロ条件によつて残留オーステナイト量を5~18%に変化させた場合の残留オーステナイト量と耐久寿命を示し、この範囲内では明かに残留オーステナイト量の多いほど長寿命の割合が多くなっている。しかし、これ以上残留オーステナイトを増加させるためには焼入れ温度を上昇せしめる必要があり、これに伴う結晶粒粗大化による強さの低下があり、また、鋼の硬さ低下を招くので軸受としては好ましくない。また、残留オーステナイト量が10%以下では効果が薄い、それ故、10~20%と範囲を限定した。熱処理温度の限定範囲は、残留オーステナイト量を限定すると決まるものであるが、結晶粒の生長とも関連するために以下に説明する。

焼入加熱温度は860℃を超えると残留オーステナイト量が20%を超えるとともに、残留炭化物が極度に減少し、耐摩耗性が低下する。また、疲労寿命と関係のある結晶粒度も粗大化して好ましくない。上限を860℃に限定した。下限については800℃以下では残留オーステナイト量が下限10%より少なくなるために800℃に限定した。焼入操作についてもオーステナイト量を

10%~20%に限定することにより、150℃以下のマルクエンチでは20%維持が困難であり、250℃を超えると10%の維持が困難なためにマルクエンチ浴温度を150~250℃とし、好ましくは200℃とした。

つぎに、未固溶炭化物を含むマルテンサイト基地の強さに関連する鋼の炭素濃度について説明する。現実の軸受製品では繰返し応力に対する耐疲労性のほかに耐摩耗性が重要な要素となつているために、高炭素域の過共析鋼(JIS SUJ0.95~1.10%)が広く用いられているが、鋼の耐疲労性を重視する場合にはJIS範囲はやや高炭素に過ぎると思われる。第3図は、渗炭鋼JIS-SNCM23に種々な条件で渗炭を施して最大せん断応力点付近における炭素濃度を変化させたものについて、実施した寿命試験の結果の実験値を示しており、JIS鋼は明かに劣り、炭素濃度0.7%あたりで最高寿命が期待できる。

以上の説明から理解せられるように、寿命の飛躍的向上を望むならば、真空溶解熱、真空熱処理、残留オーステナイト量制御による組織成分の調整だけでなく、マルテンサイトと炭化物粒より成る基地の耐久性を向上するために鋼自体の炭素濃度

7

を調整する必要があることが肯げよう。炭素 0.6 %以下では軸受として 62~63 RC 以上の硬さ確保と耐摩耗性に支障があり、1.0 %は JIS の下限に近似の値である。そのため本発明では炭素量を 0.6~1.0 %に限定した。

次に本発明の実施例を説明する。消耗電極式真空アーク溶解銅 (0 : 12 ppm, C : 0.95 %) 製リング試片を、約 10^{-3} Torr 圧力の真空焼入炉で約 850 °C に加熱油冷焼入れ、焼もどしたものは、オルザツト式真空加熱方式の水素分析装置に

よると、水素量は殆ど検出できない程度に減少し、第1表および第3図に記載の方式による耐久寿命試験の結果、真空焼入れによらない場合に比して平均寿命で2~3倍に向上することがわかった。

なお、この場合には、疲労層に前記のような水

8

素系欠陥は見出せなかつた。

以上の事実より、常温よりやや高温あるいは苛酷な運転条件下ではより好成績がえられるものと期待せられる。

5 図面の簡単な説明

第1図は高炭素クロム軸受鋼の製造工程における水素量の変化と併せて、コロガリ軸受が負荷状態において運転せられるとき、組織成分からの水素発生の機構とその作用を示す定性図、第2図は初期水素濃度を 5 cc/100g とする場合における空隙内水素圧力の最大値と、極大となる温度と空隙体積との関係を示す計算値を示し第3図は渗炭鋼について行つた軸受の転走面下最大せん断応力点付近の炭素濃度と平均転動寿命との関係を示す図表である。

第 1 図

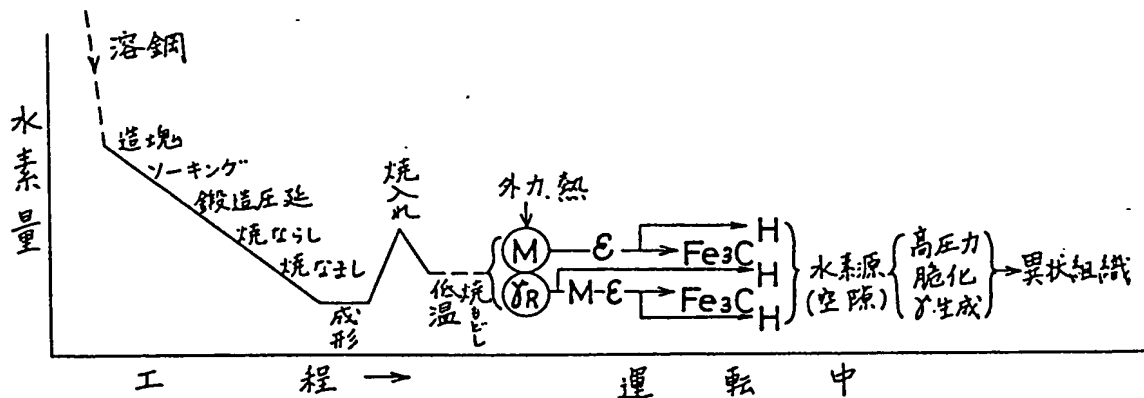


図 2

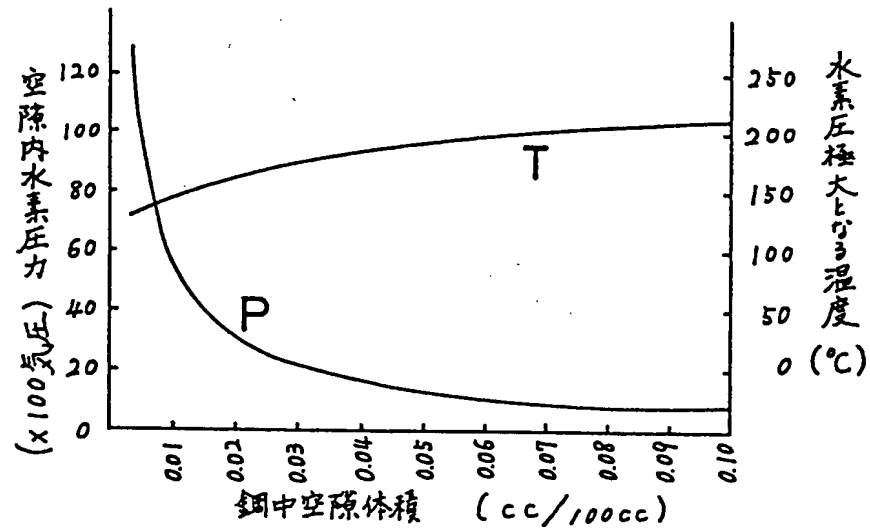
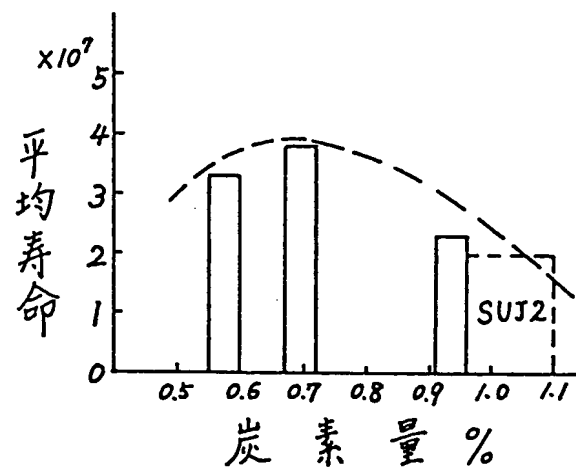


図 3



注) ヘルツ最大接触応力 520 kg/mm^2

Driver Follower方式寿命試験機使用

PARTIAL TRANSLATION OF
EXAMINED JAPANESE PUBLICATION NO. SHO 56-34615

APPLICATION NO. SHO 48-81295
FILING DATE: JULY 21, 1973
LAID-OPEN PUBLICATION NO. SHO 50-30731
LAID-OPEN PUBLICATION DATE: MARCH 27, 1975

TABLE 1 第 1 表 SUB-ZERO TREATMENT

CLASS	TEMPERING PROCESS	SITTING TIME		HARDENING
		放置時間	サブゼロ処理	焼 も ど し
1	840°C×60m→200°C×15 ^s →AC	15 m	30 m×6	160°C×2 h
2	"	60	30 ×1	"
3	"	90	"	160°C×1.5 h
4	"	—	—	160°C×1 h

CLASS	RESIDUAL AUSTENITE		AVERAGE LENGTH OF LIFE	
	HARDENSS (RC)	残留オーステナイト (%)	平均寿命 (×10 ⁶)	A RATIO OF LENGTH OF LIFE MORE THAN 70.2 × 10 ⁶
1	63.0~63.8	5.6~ 6.2	43.87	3/12
2	63.0~63.5	8.3~ 8.9	50.58	6/12
3	62.6~63.5	10.7~11.3	48.67	5/ 8
4	62.6~63.2	17.8~18.7	55.91	8/12

NOTE:

- 1) Driver-Follower life test machine is used. P_{max} 521Kg/mm²,
120 machine oil lubrication
- 2) A lif test is stopped at the time of 600h (70.2 × 10⁶).
- 3) An amount of residual austenite is measured by X-ray method.

Table 1 indicates an amount of residual austenite and length of endurance life when changing the amount of residual austenite to 5% to 18% due to tempering and a sub-zero condition after rapidly cooling an bearing which was heated at a conventionally used temperature of 840° C. As long as the indicated range is concerned, the more the amount of residual austenite is included, the longer the endurance life is. A hardening temperature must

be increased if the amount of residual austenite is increased more than the indicated amount range. This increase in the hardening temperature is accompanied with increase in a size of crystal particle which causes decrease in strength. Further, this increase in the hardening temperature causes decrease in hardness of steel which is not preferred for the bearing. Furthermore, when the amount of residual austenite is not more than 10%, effect is slim. Therefore, the range of the amount of residual austenite is set at 10% to 20%.

